



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 104046899 A

(43) 申请公布日 2014. 09. 17

(21) 申请号 201410300713. X

(22) 申请日 2014. 06. 27

(71) 申请人 宝山钢铁股份有限公司

地址 201900 上海市宝山区富锦路 885 号

(72) 发明人 刘自成 施青 李先聚

(74) 专利代理机构 上海开祺知识产权代理有限公司 31114

代理人 竺明

(51) Int. Cl.

C22C 38/16 (2006. 01)

C21D 8/02 (2006. 01)

权利要求书1页 说明书9页 附图1页

(54) 发明名称

一种可大热输入焊接 550MPa 级钢板及其制造方法

(57) 摘要

一种可大热输入焊接 550MPa 级钢板及其制造方法,其成分重量百分比为 :C0. 04 ~ 0. 08 %、 $\text{Si} \leq 0. 10 \%$ 、 $\text{Mn} 1. 30 \sim 1. 60 \%$ 、 $\text{P} \leq 0. 013 \%$ 、 $\text{S} \leq 0. 003 \%$ 、 $\text{Cu} 0. 05 \sim 0. 30 \%$ 、 $\text{Ni} 0. 25 \sim 0. 55 \%$ 、 $\text{B} 0. 0015 \sim 0. 0030 \%$ 、 $\text{Ti} 0. 008 \sim 0. 016 \%$ 、 $\text{Nb} 0. 015 \sim 0. 030 \%$ 、 $\text{N} 0. 0040 \sim 0. 0080 \%$ 、 $\text{Al} \leq 0. 010 \%$ 、 $\text{Ca} 0. 001 \sim 0. 004 \%$ 、其余为 Fe 和不可避免的夹杂。本发明采用超低碳 C — 超低 Si — 高 Mn — Nb 系低合金钢作为基础,减少钢中 Al 含量、Ti-B 微合金化、 $0. 25 \leq \text{B}/\text{N} \leq 0. 4$, Ca/S 比 1. 0 ~ 3. 0 及 $\text{Ca} \times \text{S}^{0. 28} \leq 1. 0 \times 10^{-3}$, 优化 TMCP 工艺。钢板屈服强度 $\geq 465\text{MPa}$ 、抗拉强度 550 ~ 650MPa、 -60°C 的夏比冲击功 (单个值) $\geq 100\text{J}$ 、可大热输入焊接性的钢板,大热输入钢板焊接热影响区 -40°C 的夏比冲击功 (单个值) $\geq 100\text{J}$ 。

1. 一种可大热输入焊接 550MPa 级钢板,其成分重量百分比为:

C:0.04%~0.08%

Si: $\leq$ 0.10%

Mn:1.30%~1.60%

P: $\leq$ 0.013%

S: $\leq$ 0.003%

Cu:0.05%~0.30%

Ni:0.25%~0.55%

B:0.0015%~0.0030%

Ti:0.008%~0.016%

Nb:0.015%~0.030%

N:0.0040%~0.0080%

Al: $\leq$ 0.010%

Ca:0.001%~0.004%

其余为 Fe 和不可避免的夹杂;且上述元素必须同时满足如下关系:

$0.25 \leq B/N \leq 0.45$;

$[1.17(\% Si)+6.77(\% Al)+2.12(\% Nb)+0.13(\% Mn)] \times [(\% C)+0.033(\% Mn)] \leq 0.053$;

Ca 处理,且,Ca/S 比控制在 1.0~3.0, $Ca \times S^{0.28} \leq 1.0 \times 10^{-3}$ 。

2. 如权利要求 1 所述的可大热输入焊接 550MPa 级钢板的制造方法,其特征是,包括如下步骤:

1) 冶炼、铸造

根据权利要求 1 的成分冶炼、铸造成板坯;然后板坯加热,温度控制在 1030℃~1130℃ 之间,确保钢中 Nb 在板坯加热过程中全部固溶到奥氏体中去的同时,板坯奥氏体晶粒不发生反常长大;

2) 轧制,钢板总压缩比即板坯厚度/成品钢板厚度 ≥ 3.6

第一阶段为普通轧制,采用轧机最大轧制能力进行连续轧制,最大程度提高轧线产能的同时,确保形变钢坯发生再结晶,细化奥氏体晶粒;

第二阶段采用未再结晶控制轧制,控轧开轧温度控制在 780℃~820℃,轧制道次压下率 $\geq 7\%$,累计压下率 $\geq 50\%$,终轧温度 760℃~800℃;

3) 冷却

控轧结束后随即对钢板进行加速冷却,钢板开冷温度 750℃~790℃,冷却速度 $\geq 7^\circ\text{C}/\text{s}$,停冷温度为 350℃~550℃,随后钢板自然空冷至 350℃后进行缓冷,缓冷工艺为钢板温度表面大于 300℃的条件下至少保温 24 小时。

一种可大热输入焊接 550MPa 级钢板及其制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及低碳（高强度）低合金钢及其制造方法，特别涉及一种可大热输入焊接 550MPa 级钢板及其制造方法，该钢板屈服强度 $\geq 465\text{MPa}$ 、抗拉强度 550 ~ 650MPa、 -60°C 的夏比冲击功（单个值） $\geq 100\text{J}$ 、可大热输入焊接性的钢板，大热输入钢板焊接热影响区 -40°C 的夏比冲击功（单个值） $\geq 100\text{J}$ 。

背景技术

[0002] 众所周知，低碳（高强度）低合金钢是最重要工程结构材料之一，广泛应用于石油天然气管线、海洋平台、船舶制造、桥梁结构、锅炉压力容器、建筑结构、汽车工业、铁路运输及机械制造之中。低碳（高强度）低合金钢性能取决于其化学成分、制造过程的工艺制度，其中强度、韧性和焊接性是低碳（高强度）低合金钢最重要的性能，它最终决定于成品钢材的显微组织状态。随着科技不断地向前发展，人们对钢的强韧性、焊接性提出更高的要求，即在维持较低制造成本的同时大幅度地提高钢板的综合机械性能和使用性能，以减少钢材的用量而节约成本，减轻钢构件自身重量、稳定性和安全性。

[0003] 目前世界范围内掀起了发展新一代高性能钢铁材料的研究高潮，通过合金组合设计、革新控轧 /TMCP 技术及热处理工艺获得更好的显微组织匹配，从而使钢板得到更优良强韧性、强塑性匹配、耐海水腐蚀性、更优良的焊接性及抗疲劳性能。

[0004] 现有技术在制造屈服强度 $\geq 420\text{MPa}$ 、 -60°C 的低温冲击韧性 $\geq 34\text{J}$ 的厚钢板时，一般要在钢中添加一定量的 Ni 或 Cu+Ni 元素（ $\geq 0.30\%$ ），如（TheFirth(1986) international Symposium and Exhibit on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, 1986, Tokyo, Japan, 354 ;“DEVELOPMENTS IN MATERIALS FOR ARCTIC OFFSHORE STRUCTURES”; “Structural Steel Plates for Arctic Use Produced by Multipurpose Accelerated Cooling System”（日文），川崎制铁技报,1985, No.1 68 ~ 72 ;“Application of Accelerated Cooling For Producing 360MPa Yield Strength Steel plates of up to 150mm in Thickness with Low Carbon Equivalent”, Accelerated Cooling Rolled Steel, 1986, 209 ~ 219 ;“High Strength Steel Plates For Ice — Breaking Vessels Produced by Thermo — Mechanical Control Process”, Accelerated Cooling Rolled Steel, 1986, 249 ~ 260 ;“420MPa Yield Strength Steel Plate with Superior Fracture Toughness for Arctic Offshore Structures”, Kawasaki steel technical report, 1999, No. 40, 56 ;“420MPa and 500MPa Yield Strength Steel Plate with High HAZ toughness Produced by TMCP for Offshore Structure”, Kawasaki steel technical report, 1993, No. 29, 54 ;“Toughness Improvement in Bainite Structure by Thermo-Mechanical Control Process”（日文）住友金属, Vol. 50, No. 1 (1998), 26 ;“冰海地区使用的海洋平台结构用钢板”（日文），钢铁研究, 1984, 第 314 号, 19 ~ 43），以确保母材钢板具有优异的低温韧性，采用 $<50\text{KJ/cm}$ 的热输入焊接时，热影响区 HAZ 的韧性也能够达到 -60°C $A_{kv} \geq 34\text{J}$ ；但是采用超大热输入（ $\geq 100\text{KJ/cm}$ ）焊接时，焊接热影响区（HAZ）的低温韧性一般比较难以达到，热影响区

(HAZ) 低温韧性发生严重劣化。

[0005] 大量专利文献只是说明如何实现母材钢板的低温韧性,对于如何在焊接条件下,获得优良的热影响区 (HAZ) 低温韧性说明的较少,尤其采用超大热输入焊接时如何保证热影响区 (HAZ) 的低温韧性少之又少,且为了保证钢板的低温韧性,钢中一般均加入一定量的 Ni 或 Cu+Ni 元素,钢板超大热输入焊接热影响区 (HAZ) 低温韧性也很少能够达到 -60°C ,如 (日本专利昭 63-93845、昭 63-79921、昭 60-258410、特平开 4-285119、特平开 4-308035、平 3-264614、平 2-250917、平 4-143246、美国专利 US Patent 4855106、US Patent 5183198、US Patent 4137104)。

[0006] 目前改善超大热输入焊接钢板热影响区 (HAZ) 低温韧性的只有日本新日铁公司采用氧化物冶金技术 (US Patent 4629505、W0 01/59167A1),即在大热输入焊接过程中,在熔合线附近,由于长时间高温作用, TiN 粒子发生溶解而失去作用, Ti_2O_3 比 TiN 更加稳定,即使到达钢的熔点,也不会发生溶解。 Ti_2O_3 粒子可成为奥氏体晶内针状铁素体形核位置,促进奥氏体晶内针状铁素体 (acicular ferrite - AF) 形核,有效地分割奥氏体晶粒,细化 HAZ 组织,形成高强高韧性的针状铁素体组织。

发明内容

[0007] 本发明的目的在于提供一种可大热输入焊接 550MPa 级钢板及其制造方法,该钢板屈服强度 $\geq 465\text{MPa}$ 、抗拉强度 $550 \sim 650\text{MPa}$ 、 -60°C 的夏比冲击功 (单个值) $\geq 100\text{J}$ 、可大热输入焊接性的钢板,大热输入钢板焊接热影响区 -40°C 的夏比冲击功 (单个值) $\geq 100\text{J}$ 。

[0008] 为达到上述目的,本发明的技术方案是:

[0009] 可大热输入焊接的低温结构用钢板是厚板产品中难度较大的品种之一,其原因是该类钢板不仅要求超低 C、低碳当量 C_{eq} 、高强度、优良的低温韧性及抗疲劳性能,而且钢板还要能够承受大热输入焊接,焊接热影响区低温冲击韧性优良;但是这些性能要求很难同时满足。超低 C、低碳当量 C_{eq} 与高强度在成分设计和工艺设计上相互冲突,很难调和,即降低 C 含量、碳当量 C_{eq} 的同时,很难实现钢板的高强度;在提高强度的同时,很难实现钢板优良的焊接性,尤其大热输入焊接性。如何平衡高强度、低温韧性及大热输入焊接性是本发明产品最大的难点之一,也是关键核心技术。

[0010] 因此,本发明在关键技术路线、成分和工艺设计上,综合了影响钢板高高强度、优良的低温韧性、及大热输入焊接性等关键因素,成功地避开了新日铁公司专利的技术封锁 (氧化钛冶金技术及氧化镁冶金技术),从合金设计入手,采用超低碳 C—超低 Si—高 Mn—Nb 系低合金钢作为基础,尽可能减少钢中 Al 的含量、Ti-B 微合金化、 $0.25 \leq \text{B/N} \leq 0.45$ 、 $[1.17(\% \text{Si}) + 6.77(\% \text{Al}) + 2.12(\% \text{Nb}) + 0.13(\% \text{Mn})] \times (\% \text{C}) \leq 0.053$ 、Ca 处理且 Ca/S 比控制在 $1.0 \sim 3.0$ 之间及 $\text{Ca} \times \text{S}^{0.28} \leq 1.0 \times 10^{-3}$,优化 TMCP 工艺,使成品钢板的显微组织为少量的铁素体+弥散分布的贝氏体,显微组织平均晶粒尺寸在 $10 \mu\text{m}$ 以下,在获得均匀优异的母材钢板低温韧性的同时,大热输入焊接时 HAZ 的低温韧性也同样优异,即母材钢板 -60°C $A_{kv} \geq 100\text{J}$,焊接模拟热影响区 (HAZ) -40°C $A_{kv} \geq 100\text{J}$,特别适用于冰海地区的破冰船壳体、海洋平台、跨海大桥、海洋风塔结构、港口机械等,并且能够实现低成本稳定批量工业化生产。

[0011] 具体的,本发明的可大热输入焊接 550MPa 级钢板,其成分重量百分比为:

[0012] C :0.04%~0.08%

[0013] Si : $\leq$ 0.10%

[0014] Mn :1.30%~1.60%

[0015] P : $\leq$ 0.013%

[0016] S : $\leq$ 0.003%

[0017] Cu :0.05%~0.30%

[0018] Ni :0.25%~0.55%

[0019] B :0.0015%~0.0030%

[0020] Ti :0.008%~0.016%

[0021] Nb :0.015%~0.030%

[0022] N :0.0040%~0.0080%

[0023] Al : $\leq$ 0.010%

[0024] Ca :0.001%~0.004%

[0025] 其余为 Fe 和不可避免的夹杂 ;且上述元素必须同时满足如下关系 :

[0026] $0.25 \leq B/N \leq 0.45$;

[0027] $[1.17(\% Si)+6.77(\% Al)+2.12(\% Nb)+0.13(\% Mn)] \times [(\% C)+0.033(\% Mn)] \leq 0.053$;

[0028] Ca 处理,且,Ca/S 比控制在 1.0~3.0 之间及 $Ca \times S^{0.28} \leq 1.0 \times 10^{-3}$ 。

[0029] 在本发明钢板成分体系设计中 :

[0030] 为了获得均匀优良的强韧性、强塑性匹配,且钢板可以承受大线能量焊接,本发明 TMCP 钢板化学成分具有以下特征 :

[0031] C 对 TMCP 钢板的强度、低温韧性、延伸率及焊接性尤其大热输入焊接性影响很大,从改善 TMCP 钢板低温韧性和大热输入焊接性角度,希望钢中 C 含量控制得较低 ;但是从钢板钢的强度、低温韧性及生产制造过程中显微组织控制与制造成本的角度,C 含量不宜控制得过低 ;过低 C 含量易导致晶界迁移率过高,母材钢板与焊接 HAZ 显微组织晶粒粗大,而且钢中 C 含量过低导致晶界弱化,严重劣化母材钢板与焊接 HAZ 的低温韧性 ;因此,C 含量合理范围为 0.04%~0.08%。

[0032] Mn 作为最重要的合金元素在钢中除提高钢板的强度外,还具有扩大奥氏体相区、降低 Ar_3 点温度、细化 TMCP 钢板贝氏体晶团而改善钢板低温韧性的作用、促进低温相变组织形成而提高钢板强度的作用 ;但是 Mn 在钢水凝固过程中容易发生偏析,尤其 Mn 含量较高时,不仅会造成浇铸操作困难,而且容易与 C、P、S 等元素发生共轭偏析现象,尤其钢中 C 含量较高时,加重铸坯中心部位的偏析与疏松,严重的铸坯中心区域偏析在后续的轧制、热处理及焊接过程中易形成异常组织,导致钢板低温韧性低下和焊接接头出现裂纹 ;因此根据 C 含量范围,选择适宜的 Mn 含量范围对于 TMCP 钢板极其重要,适合 Mn 含量为 1.30%~1.60%。

[0033] Si 促进钢水脱氧并能够提高钢板强度,但是采用 Al 脱氧的钢水,Si 的脱氧作用不大,Si 虽然能够提高钢板的强度,但是 Si 严重损害钢板的低温韧性、延伸率及焊接性,尤其在大热输入焊接条件下,Si 不仅促进 M-A 岛形成,而且形成的 M-A 岛尺寸较为粗大、分布不均匀,严重损害焊接热影响区 (HAZ) 的低温韧性,因此钢中的 Si 含量应尽可能控制得低,考

考虑到炼钢过程的经济性和可操作性, Si 含量控制在 0.10% 以下。

[0034] P 作为钢中有害夹杂对钢的机械性能, 尤其低温冲击韧性、延伸率及焊接性 (尤其大热输入焊接性) 具有巨大的损害作用, 理论上要求越低越好 ; 但考虑到炼钢可操作性和炼钢成本, 对于要求可大线能量焊接、-60℃ 韧性、高强度及可大热输入焊接的 TMCP 钢板, P 含量需要控制在 $\leq 0.013\%$ 。

[0035] S 作为钢中有害夹杂对钢的低温韧性具有很大的损害作用, 更重要的是 S 在钢中与 Mn 结合, 形成 MnS 夹杂物, 在热轧过程中, MnS 的可塑性使 MnS 沿轧向延伸, 形成沿轧向 MnS 夹杂物带, 严重损害钢板的低温冲击韧性、延伸率、Z 向性能、焊接性 (尤其大热输入焊接性), 同时 S 还是热轧过程中产生热脆性的主要元素, 理论上要求越低越好 ; 但考虑到炼钢可操作性、炼钢成本和物流顺畅原则, 对于要求可大线能量焊接、-60℃ 韧性、高强度及可大热输入焊接的 TMCP 钢板, S 含量需要控制在 $\leq 0.003\%$ 。

[0036] Cu 也是奥氏体稳定化元素, 添加 Cu 也可以降低 Ar_3 点温度, 提高钢板的淬透性、钢板的耐大气腐蚀性及钢板强度与低温韧性 (TMCP 工艺下作用明显) ; 但是 Cu 添加量过多 (高于 0.30%), 钢板大热输入焊接性急剧恶化 ; Cu 添加量过少, 低于 0.05%, 所起任何作用很小 ; 因此 Cu 含量控制在 0.05% ~ 0.30% 之间 ; Cu、Ni 复合添加除降低含铜钢的铜脆现象、减轻热轧过程的晶间开裂之作用外, 更重要的是 Cu、Ni 均为奥氏体稳定化元素, Cu、Ni 复合添加可以大幅度降低 Ar_3 , 提高奥氏体向铁素体相变的驱动力, 细化显微组织, 改善提高钢板强度与低温韧性。

[0037] 添加 Ni 不仅可以提高铁素体相中位错可动性, 促进位错交滑移, 改善铁素体本征韧性 ; 其次, Ni 作为奥氏体稳定化元素, 降低 Ar_3 点温度, 具有细化钢板显微组织之作用, 因此 Ni 具有同时提高 TMCP 钢板强度、低温韧性的功能。钢中加 Ni 还可以降低含铜钢的铜脆现象, 减轻热轧过程的晶间开裂, 提高钢板的耐大气腐蚀性 ; 从理论上讲, 钢中 Ni 含量在一定范围内越高越好, 但是过高的 Ni 含量会硬化焊接热影响区, 对钢板的大热输入焊接性不利 ; 同时 Ni 是一种很贵重元素, 从性能价格比考虑, Ni 含量控制在 0.25% ~ 0.55% 之间, 以确保钢板的淬透性和钢板的强韧性、强塑性水平而不损害钢板的焊接性。

[0038] 为了确保钢中具有有一定固溶 B 原子偏聚在奥氏体晶界, 抑制晶界铁素体形成, 促进 TMCP 过程中低温相变组织贝氏体 / 马氏体形成, 实现超低碳、低碳当量条件下的高强度 ; 其次钢中具有足够的 B 原子与 N 原子结合, 生成一定数量弥散分布的 BN 粒子, 促进大热输入焊接过程中, 铁素体晶粒在奥氏体晶内形成, 分割原粗大的奥氏体晶粒, 细化大热输入焊接热影响区显微组织, 提高焊接热影响区低温韧性 ; 因此钢中的 B 元素含量不得低于 0.0015% ; 但是当钢中 B 含量过高, 在原奥氏体晶界上析出大量粗大的 $Fe_{23}(CN)_6$, 严重脆化母材钢板及焊接热影响区低温韧性与塑性, 导致钢板冷热加工特性、服役承载与抗裂止裂特性急剧恶化, 钢板服役过程中安全性不可保障, 因此钢板 B 含量不得超过 0.0030%。

[0039] Ti 与 N 亲合力远大于 B 与 N 的亲合力, 少量添加 Ti 时, N 优先与 Ti 结合, 生成弥散分布的 TiN 粒子, 抑制板坯加热和热轧过程中奥氏体晶粒过分长大, 改善钢板低温韧性 ; 更重要的是在一定程度上抑制大热输入焊接过程中热影响区 (距离熔合线较远区域) 晶粒长大, 改善热影响区韧性 ; 添加 Ti 含量过少 (0.008%) 所起作用不大, 当 Ti 含量添加过多时 (0.016%), 抑制钢中 BN 粒子析出、导致 BN 粒子数量稀少, 无法改善大热输入焊接热影响区低温韧性 ; 此外, 钢中 Ti 含量特别多时, 钢中 N 大部分为 Ti 所结合, 导致钢中固溶 B 含量过

高,影响钢板低温韧性与大热输入焊接性;因此适宜的 Ti 含量范围为 0.008%~0.016%。

[0040] 钢中添加微量的 Nb 元素目的是进行未再结晶控制轧制、提高 TMCP 钢板强度和韧性,当 Nb 添加量低于 0.015%时,除不能有效发挥的控轧作用之外,对 TMCP 钢板强化能力也不足;当 Nb 添加量超过 0.030%时,大热输入焊接条件下诱发上贝氏体 (Bu) 形成和 Nb (C, N) 二次析出脆化作用,严重损害大热输入焊接热影响区 (HAZ) 的低温韧性,因此 Nb 含量控制在 0.015%~0.030%之间,获得最佳的控轧效果、实现 TMCP 钢板强韧性/强塑性匹配的同时,又不损害大热输入焊接 HAZ 的韧性。

[0041] 确保大热输入焊接热影响区内具有足够的 BN 粒子促进铁素体形核,分割热影响区粗大的原奥氏体晶粒,细化大热输入焊接热影响区显微组织、改善大热输入焊接热影响区低温韧性,钢中 N 含量不得低于 0.0040%;然而当钢中 N 含量过高时,钢中的 B 原子全部与 N 原子结合,生成 BN 粒子后,钢中不存在固溶 B 原子,导致超低 C、低碳当量成分钢板强度低下,不能满足开发要求;此外,钢中过多的 N 含量达到大热输入焊接热影响区固溶 N 原子增加,严重劣化焊接热影响区低温韧性;因此钢中 N 含量不得超过 0.0080%。

[0042] 为了确保钢中形成数量足够的 BN 粒子,抑制 AlN 粒子大量生成,钢中 Al 含量上限必须进行控制;因此,钢中 Al 不得高于 0.010%。

[0043] 对钢进行 Ca 处理,一方面可以进一步纯洁钢液,另一方面对钢中硫化物进行变性处理,使之变成不可变形的、稳定细小的球状硫化物、抑制 S 的热脆性、提高钢板的低温韧性、延伸率及 Z 向性能、改善钢板韧性的各向异性。Ca 加入量的多少,取决于钢中 S 含量的高低,Ca 加入量过低,处理效果不大;Ca 加入量过高,形成 Ca (0, S) 尺寸过大,脆性也增大,可成为断裂裂纹起始点,降低钢的低温韧性和延伸率,同时还降低钢质纯净度、污染钢液;因此 Ca 含量的合适范围为 0.0010%~0.0040%。

[0044] 特别是,上述元素含量必须同时满足如下关系:

[0045] $0.25 \leq B/N \leq 0.45$:保证大热输入焊接热影响区具有数量足够、分布弥散的 BN 析出的同时,母材钢板与焊接热影响区均具有一定的固溶 B 原子存在。实现如下作用:A) 在超低碳、低碳当量条件下,通过固溶 B 的高淬透性,保证母材钢板的高强度、高强度与低温韧性的平衡;其次固溶 B 抑制大热输入焊接热影响区奥氏体晶界粗大的侧板条铁素体形成,促进奥氏体晶内铁素体形成,改善大热输入焊接热影响区的低温韧性;B) 在钢板经历大热输入焊接过程中,焊接热影响区弥散分布的 BN 促进奥氏体晶内铁素体形核,分割粗大的热影响区原奥氏体晶粒,细化热影响区的显微组织,改善大热输入焊接热影响区的低温韧性。

[0046] $[1.17(\% \text{ Si})+6.77(\% \text{ Al})+2.12(\% \text{ Nb})+0.13(\% \text{ Mn})] \times [(\% \text{ C})+0.033(\% \text{ Mn})] \leq 0.053$:抑制大热输入焊接热影响区 M-A 形成、减少热影响区 M-A 数量、减小热影响区 M-A 尺寸,促进热影响区内多边形铁素体相变及 M-A 在焊接热循环过程中分解,提高大热输入焊接热影响区的低温韧性及抗裂、止裂特性,极大提高焊接结构安全可靠。

[0047] Ca 处理且 Ca/S 比控制在 1.0~3.0 之间及 $\text{Ca} \times \text{S}^{0.28} \leq 1.0 \times 10^{-3}$:确保硫化球化且夹杂物对低温韧性和焊接性影响降低到最小的同时,Ca (0, S) 粒子均匀细小分布在钢中,抑制大热输入焊接热影响区奥氏体晶粒长大,改善焊接热影响区低温韧性。

[0048] 本发明的可大热输入焊接 550MPa 级钢板的制造方法,其包括如下步骤:

[0049] 1) 冶炼、铸造

[0050] 根据上述成分冶炼、铸造成板坯;然后板坯加热,温度控制在 1030℃~1130℃之

间,确保钢中 Nb 在板坯加热过程中全部固溶到奥氏体中去的同时,板坯奥氏体晶粒不发生反常长大;

[0051] 2) 轧制,钢板总压缩比即板坯厚度 / 成品钢板厚度 ≥ 3.6

[0052] 第一阶段为普通轧制,采用轧机最大轧制能力进行连续轧制,最大程度提高轧线产能的同时,确保形变钢坯发生再结晶,细化奥氏体晶粒;

[0053] 第二阶段采用未再结晶控制轧制,控轧开轧温度控制在 $780^{\circ}\text{C} \sim 820^{\circ}\text{C}$,轧制道次压下率 $\geq 7\%$,累计压下率 $\geq 50\%$,终轧温度 $760^{\circ}\text{C} \sim 800^{\circ}\text{C}$;

[0054] 3) 冷却

[0055] 控轧结束后随即对钢板进行加速冷却,钢板开冷温度 $750^{\circ}\text{C} \sim 790^{\circ}\text{C}$,冷却速度 $\geq 7^{\circ}\text{C}/\text{s}$,停冷温度为 $350^{\circ}\text{C} \sim 550^{\circ}\text{C}$,随后钢板自然空冷至 350°C 后进行缓冷,缓冷工艺为钢板温度表面大于 300°C 的条件下至少保温 24 小时。

[0056] 在本发明制造工艺中:

[0057] 根据上述 C、Mn、Nb、B 及 Ti 含量范围,板坯加热温度控制在 $1030^{\circ}\text{C} \sim 1130^{\circ}\text{C}$ 之间,确保钢中 Nb 在板坯加热过程中全部固溶到奥氏体中去的同时,板坯奥氏体晶粒不发生反常长大。

[0058] 钢板总压缩比 (板坯厚度 / 成品钢板厚度) ≥ 3.6 ,保证轧制形变穿透到钢板芯部,改善钢板中心部位显微组织与性能。

[0059] 第一阶段为普通轧制,采用轧机最大轧制能力进行连续轧制,最大程度提高轧线产能的同时,确保形变钢坯发生再结晶,细化奥氏体晶粒;

[0060] 第二阶段采用未再结晶控制轧制,根据上述钢中 Nb 元素含量范围,为确保未再结晶控轧效果,控轧开轧温度控制在 $780^{\circ}\text{C} \sim 820^{\circ}\text{C}$,轧制道次压下率 $\geq 7\%$,累计压下率 $\geq 50\%$,终轧温度 $760^{\circ}\text{C} \sim 800^{\circ}\text{C}$ 。

[0061] 控轧结束后,钢板立即以辊道的最大输送速度运送到 ACC 设备处,随即对钢板进行加速冷却;钢板开冷温度终轧温度 $750^{\circ}\text{C} \sim 790^{\circ}\text{C}$,冷却速度 $\geq 7^{\circ}\text{C}/\text{s}$,停冷温度为 $350^{\circ}\text{C} \sim 550^{\circ}\text{C}$,随后钢板自然空冷至 350°C 后进行缓冷,缓冷工艺为钢板温度表面大于 300°C 的条件下至少保温 24 小时。

[0062] 本发明的有益效果是:

[0063] 本发明钢板通过简单成分组合设计,并与 TMCP 制造工艺相结合,不仅低成本地生产出综合性能优良的 TMCP 钢板,而且大幅度地缩短了钢板的制造周期,为企业创造巨大的价值,实现了制造过程的绿色环保。钢板的高性能高附加值集中表现在钢板具有高强度、优异的低温韧性的同时,钢板的焊接性 (尤其大热输入焊接性) 也同样优异,成功地解决了在超低 C、低碳当量条件下,钢板获得高强度、优良的低温韧性,极大地提高了大型重钢结构的安全稳定性、抗疲劳性能;良好的焊接性 (尤其大热输入单道次焊接) 节省了用户钢构件制造的成本,大幅度地缩短了用户钢构件制造的时间,为用户创造了巨大的价值。

附图说明

[0064] 图 1 为本发明钢实施例 3 的显微组织 (1/4 厚度) 的照片。

具体实施方式

[0065] 下面结合实施例和附图对本发明做进一步说明。

[0066] 表 1 为本发明钢实施例的成分,其余量为 Fe 和不可避免杂质。表 2 ~ 表 3 分别为本发明钢实施例的制造工艺。表 4 为本发明实施例钢的性能。

[0067] 由图 1 所示的本发明实施例钢的显微组织可以看出,本发明钢的显微组织为少量的铁素体 + 弥散分布的贝氏体,显微组织平均晶粒尺寸在 $10\mu\text{m}$ 以下。

[0068] 随着我国国民经济发展,建设节约型和谐社会的要求,海洋开发已摆到日事议程,目前我国海洋工程建设及其相关装备制造业方兴未艾,海洋工程建设及其相关装备制造业的关键材料——可大热输入低温结构钢板具有广阔的市场前景;可大热输入焊接低温结构钢对于我国还属于一种全新的钢种。

[0069] 本发明钢板主要用于冰海地区的破冰船壳体、海洋平台、跨海大桥、海洋风塔结构、港口机械及南极考察站钢结构等,并且能够实现低成本稳定批量工业化生产。

[0070] 综上所述,本发明钢板通过简单成分组合设计,并与 TMCP 制造工艺相结合,不仅低成本地生产出综合性能优良的 TMCP 钢板,而且大幅度地缩短了钢板的制造周期,为企业创造巨大的价值,实现了制造过程的绿色环保。钢板的高性能高附加值集中表现在超低碳、低碳当量条件下,钢板具有优异的强韧性、强塑性匹配的同时,钢板的焊接性(尤其大线能量焊接性)也同样优异,并成功地解决了 TMCP 厚钢板沿钢板厚度方向性能不均匀的问题,极大地提高了大型重钢结构的安全稳定性、抗疲劳性能;良好的焊接性节省了用户钢构件制造的成本,缩短了用户钢构件制造的时间,为用户创造了巨大的价值。

[0071]

[0072]

表 1
单位: wt%

钢样	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Ti	Nb	Al	N	B	Ca
实施例 1	0.04	0.08	1.35	0.012	0.0016	0.05	0.30	0.011	0.015	0.007	0.0051	0.0020	0.0019
实施例 2	0.06	0.10	1.30	0.013	0.0030	0.17	0.25	0.008	0.021	0.010	0.0040	0.0018	0.0032
实施例 3	0.05	0.09	1.45	0.008	0.0014	0.24	0.38	0.013	0.025	0.008	0.0060	0.0015	0.0040
实施例 4	0.08	0.06	1.53	0.007	0.0018	0.30	0.46	0.016	0.019	0.005	0.0080	0.0026	0.0022
实施例 5	0.07	0.07	1.60	0.011	0.0007	0.28	0.55	0.012	0.030	0.009	0.0075	0.0030	0.0010

表 2

钢样	板坯加热 温度(℃)	钢板轧制 总压下比	第一阶段轧制工艺 (普通轧制)	第二阶段轧制工艺(未再结晶控制轧制)			
				开轧温度 (℃)	最小道次 压下率(%)	累计 压下率(%)	终轧温度 (℃)
实施例 1	1030	11.0	板坯除磷结束后连续轧 制至待温厚度	820	7	80	780
实施例 2	1070	6.3	同上	820	8	67	790
实施例 3	1050	4.6	同上	810	7	60	800
实施例 4	1130	4.3	同上	800	8	50	780
实施例 5	1100	3.65	同上	780	7	50	760

表 3

钢样	控制冷却工艺			缓冷工艺	UT 探伤
	开冷温度 (°C)	冷却速度 (°C/sec.)	停冷温度 (°C)		
实施例 1	770	30	550	315°C×24 小时	EN10160 S3E4 级 合格
实施例 2	780	25	500	320°C×24 小时	
实施例 3	790	15	460	310°C×24 小时	
实施例 4	770	10	400	330°C×36 小时	
实施例 5	750	7	350	325°C×36 小时	

表 4

钢样	厚度 (mm)	R _{el} /R _{p0.2} MPa	R _m MPa	δ ₅ %	钢板横向冲击功 Ak _v (-60°C)/(J)	焊接热影响区 HAZ 冲击功	
						Ak _v (-40°C)/J	
实施例 1	20	535	600	28	213,224,232; 223	156,185,203; 181	(焊接热输入 100kJ/cm)
实施例 2	35	557	642	25	222,233,238; 231	196,163,174; 178	(焊接热输入 150kJ/cm)
实施例 3	55	516	611	27	215,243,224; 227	170,159,181; 170	(焊接热输入 200kJ/cm)
实施例 4	70	505	583	30	235,226,217; 226	142,165,133; 147	(焊接热输入 230kJ/cm)
实施例 5	85	485	579	30	211,189,200; 200	152,111,125; 129	(焊接热输入 300kJ/cm)

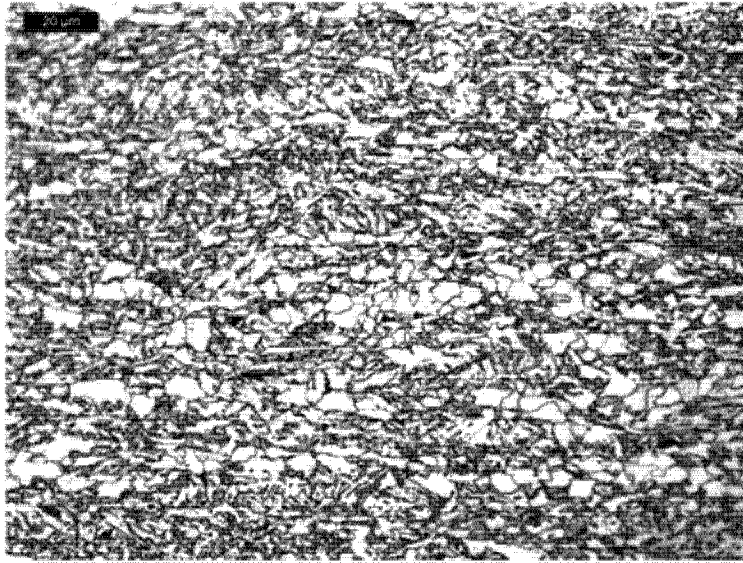


图 1